

引文格式:王旭,李四清,邓雨亭,等. TC17合金热塑性变形的微观组织演变研究[J]. 航空制造技术, 2021, 64(14): 34-39.

WANG Xu, LI Siqing, DENG Yuting, et al. Microstructure evolution of TC17 alloy in thermal plastic deformation processes[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(14): 34-39.

TC17合金热塑性变形的微观组织演变研究

王旭,李四清,邓雨亭,黄旭

(中国航发北京航空材料研究院先进钛合金航空科技重点实验室,北京 100095)

[摘要] 为揭示等轴组织的TC17合金在 β 相区变形时的组织演变规律,在910℃、940℃和970℃3个不同温度及0%、10%、20%、40%、60%和80%不同应变量下进行等温恒应变速率压缩试验。结果表明,TC17合金在 β 相区变形不存在明显的流变软化现象;高应变速率与低应变速率均不存在明显的不连续屈服现象。应变速率为 $0.1\sim 1\text{s}^{-1}$ 时有利于动态再结晶的发生;应变速率为 $0.001\sim 0.01\text{s}^{-1}$ 时,不发生动态再结晶;应变速率为 10s^{-1} ,变形量低于40%时不发生动态再结晶。在910~970℃范围内,变形温度越高、变形量越高,再结晶越充分。

关键词:TC17合金;应力应变曲线;热变形;显微组织; β 相

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2021.14.034



王旭

工程师、硕士,主要从事航空发动机用高温钛合金研究。

TC17合金是具有良好的中高温强度、淬透性、蠕变、持久和疲劳性能的近 β 型钛合金,在航空领域,特别

是航空发动机整体叶盘和压气机盘上有着广泛的应用^[1]。由于TC17合金的微观组织对热加工参数极其敏感,因此利用热模拟技术研究TC17合金的热变形行为和组织演变规律是目前的研究热点。Liu^[2]、Ma^[3-4]等主要研究了TC17合金在760~860℃片层组织的演变规律、热力学过程和动力学行为;Luo^[5-6]、Sun^[7]、Li^[8]、Chen^[9]、孙金钊^[10]等则主要研究了片层组织在780~860℃的本构方程和加工图;Luo等^[11]开展了两相组织的TC17合金在770~870℃的流变行为和加工图;徐斌等^[12]则分析了变形程度和变形温度对TC17合金 β 针状组织的影响规律;王琛^[13]研究了网篮组织的TC17合金在820~930℃的球化机制和失稳条件;刘继雄等^[14]研究了TC17合金两相区变形的失

稳行为及组织特征。

网篮组织的TC17合金具有强度高、疲劳与断裂韧度好的优势,为近年来航空发动机锻件常选用的组织形貌。为获得网篮组织需进行 β 相区的热加工过程,一般采用 β 热模锻或近 β 热模锻,选用原材料多为等轴组织的TC17合金棒材或预制坯。目前,两相区等轴组织的TC17合金在880℃以上的组织演变尚未有报道,开展相关研究有利于了解TC17合金在 β 相区的组织演变规律,结合模拟可以有效地预测锻件不同位置的组织形貌及性能。

本研究选用Gleeble 3500型热加工模拟试验机对两相区等轴组织的TC17合金圆柱体进行等温恒应变速率压缩试验,通过选取不同应变速率、不同变形温度、不同真应变,研

究各项参数变化对 TC17 合金微观组织的影响。

试验及方法

试验材料取自 TC17 合金棒材,其规格为 $\phi 500\text{mm}$,化学成分如表 1 所示,其 β 转变温度为 $903\text{ }^\circ\text{C}$ 。TC17 合金棒材为 $\alpha+\beta$ 两相区锻造而成,如图 1 所示,其组织为等轴组织,初生 α 相细小均匀地分布于基体 β 相中,体积分数约 30%,平均晶粒尺寸 $4.17\mu\text{m}$ 。

沿 TC17 合金棒材纵向截取尺寸为 $\phi 8 \times 12\text{mm}$ 的试样,在 Gleeble 3500 型热模拟试验机上经过 $5\text{ }^\circ\text{C/s}$ 加热到指定温度,最后 $50\text{ }^\circ\text{C}$ 以 $1\text{ }^\circ\text{C/s}$ 加热到各自试验温度并保温 5min 后,进行等温、恒压应变速率轴向热压缩试验。所采用的变形温度为 $910\text{ }^\circ\text{C}$, $940\text{ }^\circ\text{C}$, $970\text{ }^\circ\text{C}$; 应变速率为 0.001s^{-1} , 0.01s^{-1} , 0.1s^{-1} , 1s^{-1} , 10s^{-1} ; 变形量为 0, 10%, 20%, 40%, 60%, 80%。完成试验后,试样空冷,沿轴向纵剖制备金相试样,抛光后用 $10\% \text{HNO}_3+5\% \text{HF}+85\% \text{H}_2\text{O}$ (体积分数) 的溶液腐蚀,用 Leica DMI-3000M 光学显微镜观察试样的显微组织。

结果与讨论

1 热压缩的真应力应变曲线

图 2 为 TC17 合金在 80% 应变量时不同温度及应变速率下真应力应变曲线。可知,在变形的开始阶段,由于位错密度急剧增加,加工硬化占主导作用,流变曲线随应变的增加而快速上升,应力值快速达到最大。在之后的变形过程中,并没有出现钛合金高温变形常见的流变软化现象。流变软化现象一般认为是由于绝热温升、动态回复及动态再结晶、流变剪切、相转变和片层组织球化等软化因素大于加工硬化造成的,而原始组织为等轴组织的 TC17 合金在 β 相区变形时,不存在相转变和片层组织球化等因素,等温试验的温升效应不

明显,软化效应较低,因此不会呈现流变软化现象。

在 TC17 合金的应力-应变曲线发现仅在应变速率为 0.1s^{-1} 和 1s^{-1} 时存在不连续屈服现象,一般认为不

连续屈服现象是在变形过程中,晶界处位错塞积,引起流变应力升高,但位错密度达到一定值时,发生动态回复,流变应力快速下降。发生不连续屈服需要足够高的应变速率使位错

表 1 TC17 合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of TC17 titanium alloy (mass fraction) %

Ti	Al	Mo	Zr	Sn	Cr	Fe	O	N	C
余量	5.23	4.10	2.01	2.07	3.90	0.05	0.097	0.0038	0.008

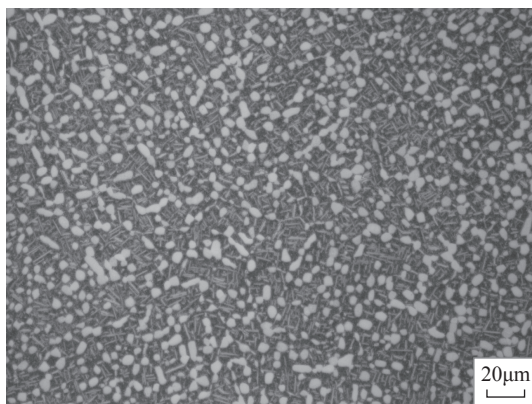


图 1 TC17 合金原始组织

Fig.1 Microstructure of TC17 titanium alloy

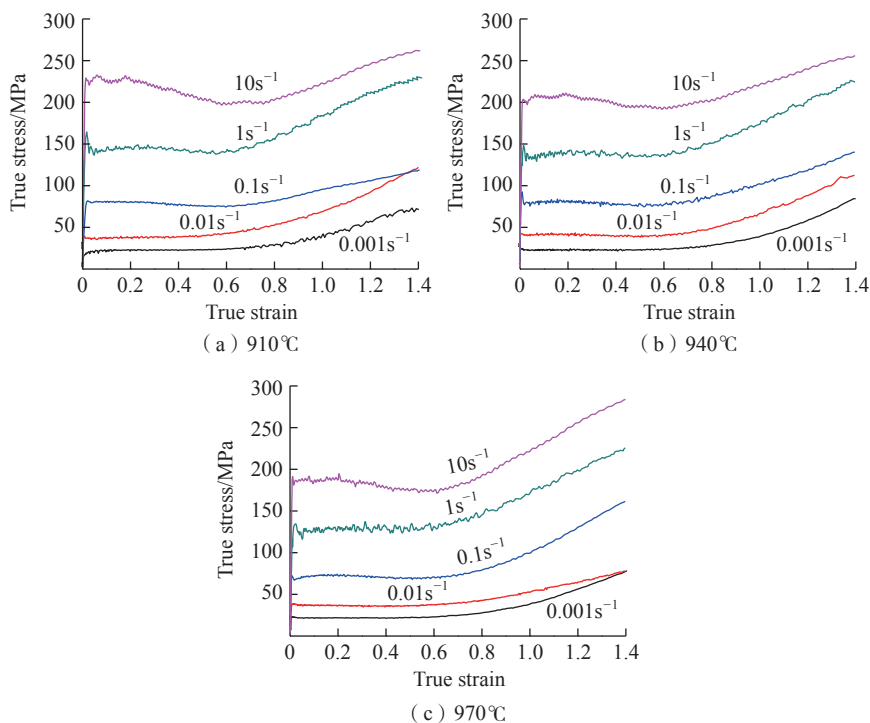


图 2 TC17 合金 80% 应变量不同变形状态下真应力应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves of TC17 alloy under different deformation states with 80% strain

密度达到临界值,因此在低应变速率下未发现不连续屈服现象。但与其他研究不同的是,在应变速率为 $10s^{-1}$ 时,观察到的不连续屈服现象不明显,这是由于在高速变形时,动态回复和动态再结晶被激活,流变应力有一定下降,但变形速率过快,动态回复和动态再结晶未充分进行,所以观察不到流变应力快速下降的现象。

当真应变达到 0.6 时,所有试验均出现应力增加的现象,这是由于随着变形量的增加,试样与试验台接触面积增加,摩擦力增加是导致应力增加的主要原因。

在 TC17 合金的应力-应变曲线在各应变速率均出现不同程度的锯齿抖动现象,这与王琛^[13]所观察到的两相区变形在应变速率大于 $1s^{-1}$ 时才出现锯齿抖动现象不同。史科^[15]认为,这种现象是由于合金发生了动态再结晶、脆裂或非稳态流动; Li 等^[16-17]则认为产生了孪晶变形,进而改变了合金的晶粒取向,合金沿有利取向变形,导致应力产生波动。

2 热压缩温度对组织的影响

图 3 为变形量为 40%,应变速率为 $10s^{-1}$ 时不同温度下的显微组织。可知, TC17 合金在此条件下, α 相已完全消失,只存在 β 相,由于 β 相为体心立方(bcc)结构,相较 α 相的密排六方(hcp)结构,流变抗力要低得多。 $10s^{-1}$ 速率下在 β 相区随温度升高,晶粒沿压缩轴垂直方向拉伸越长、晶粒越窄,在 $910\sim 970^\circ C$ 范围均未发现再结晶现象。

图 4 为工程应变为 80%,应变速率为 $10s^{-1}$ 条件下单相区各温度显微组织。可知,组织均发生了明显的再结晶, β 晶粒被拉长,呈长条状,再结晶晶粒沿 β 晶界呈“项链状”排列,在 $910^\circ C$ 下长条状 β 晶粒明显存在, $940^\circ C$ 时再结晶晶粒增多, $970^\circ C$ 时在整个视野均观察到再结晶晶粒。这与王琛^[13]利用网篮组织的 TA19 合金和 TC17 合金进行的 β 相区热压

缩试验所得高温、高应变速率变形时没有发生动态再结晶的结论不同,说明等轴组织与网篮组织的 TC17 合金在 β 相区热变形机理存在差异。对比图 3 和图 4 可知,即使在高应变速率下,动态再结晶也需要充足的时间进行。

如图 3 和图 4 所示,温度对 β 单相区晶粒有较大的影响,主要表现在两个方面:(1) β 晶粒随温度升高晶粒尺寸会长大,这主要是因为温度升高,扩散系数增大。 β 晶粒随温度升高变形更剧烈,流变曲线表现为流变应力下降,原因为温度升高会使金属原子的平均动能增加,扩散速率加

快,热激活过程增强,从而使位错运动克服障碍所需的外应力变小,晶体产生滑移所需的临界分切应力减小。(2) 随温度升高再结晶程度升高,这是因为温度的升高会使再结晶的形核率及长大速率都增大,升温会促进再结晶形核热激活过程,当温度升高时,新相与母相的自由能差值将增大,从而使形核率增加,另外,升温也会增大晶核长大的驱动力。

3 应变速率对组织的影响

图 5 为 $970^\circ C$ 、40% 应变时不同应变速率下试样的显微组织,可知各应变速率下的晶粒形态有很大的不同。应变速率为 $0.001s^{-1}$ 时, β 晶



(a) $910^\circ C$



(b) $940^\circ C$



(c) $970^\circ C$

图 3 40% 工程应变、 $10s^{-1}$ 时各温度下的显微组织

Fig.3 Microstructures of the TC17 alloy deformation at 40%/ $10s^{-1}$



(a) $910^\circ C$



(b) $940^\circ C$



(c) $970^\circ C$

图 4 80% 工程应变、 $10s^{-1}$ 时单相区显微组织

Fig.4 Microstructures of the TC17 alloy deformation at 80%/ $10s^{-1}$

粒晶界不完整、晶粒粗大(图 5 (e)); 应变速率为 0.01s^{-1} 时, 在 β 晶粒晶界处, 特别是晶界交汇处存在细小的晶界不完整的亚晶, 且 β 晶粒的晶界呈波纹状(图 5 (d))。应变速率为 0.1s^{-1} 及 1s^{-1} 时在晶界交汇处出现大量、细小的亚晶粒, 其沿着原始 β 晶界排列成串状、项链状, 并且伸向原始 β 晶粒内部长大(图 5 (b)和(c))。应变速率为 10s^{-1} 时, β 晶粒沿压缩垂直方向发生较大变形, 呈现窄而细的长条状, 且长条形原始 β 晶粒晶界也呈现波浪或锯齿状。由此说明, 高应变速率(如 10s^{-1}) 对 β 晶粒的形态影响较大, 这是因为变形时间短, 流变剪切带的形成使变形局部发生, 另外尽管该应变速率下位错密度高, 但由于时间不足所以未发生明显的再结晶; 中等应变速率时(如 1s^{-1} 、 0.1s^{-1}), 该条件下因为时间足够、位错密度高、畸变能大比较容易发生再结晶; 而低应变速率, 发生再结晶后继续长大。

图 6 为 $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、40% 应变率时各速率下的显微组织。应变速率为 10s^{-1} 和 1s^{-1} 时发生明显再结晶(图 6 (a)和(b))。高应变速率下 β 晶粒被拉长呈“纤维状”, 再结晶晶粒呈“项链状”、“串状”分布在原始 β 晶粒晶界处; 应变速率为 0.1s^{-1} 时再结晶充分进行(图 6 (c)); 而在应变速率为 $0.01\sim 0.1\text{s}^{-1}$ 时再结晶之后晶粒发生长大, 如图 6 (c)和(d)所示; 应变速率为 0.001s^{-1} 时未发现再结晶现象(图 6 (e))。

综合图 5 与图 6 可知, 应变速率为 10s^{-1} 时, 因变形时间短, 来不及发生动态回复及再结晶而随变形被拉长, 变形量越大, 原始 β 晶粒变形越大; $0.01\sim 1\text{s}^{-1}$ 时再结晶持续发生并增强, 0.001s^{-1} 时由于变形速度较慢, 未激活动态再结晶。这是由于小应变率时畸变能不足以发生再结晶。应变速率为 $0.1\sim 1\text{s}^{-1}$ 时, 为动态回复及再结晶的发生提供了能量条件及时

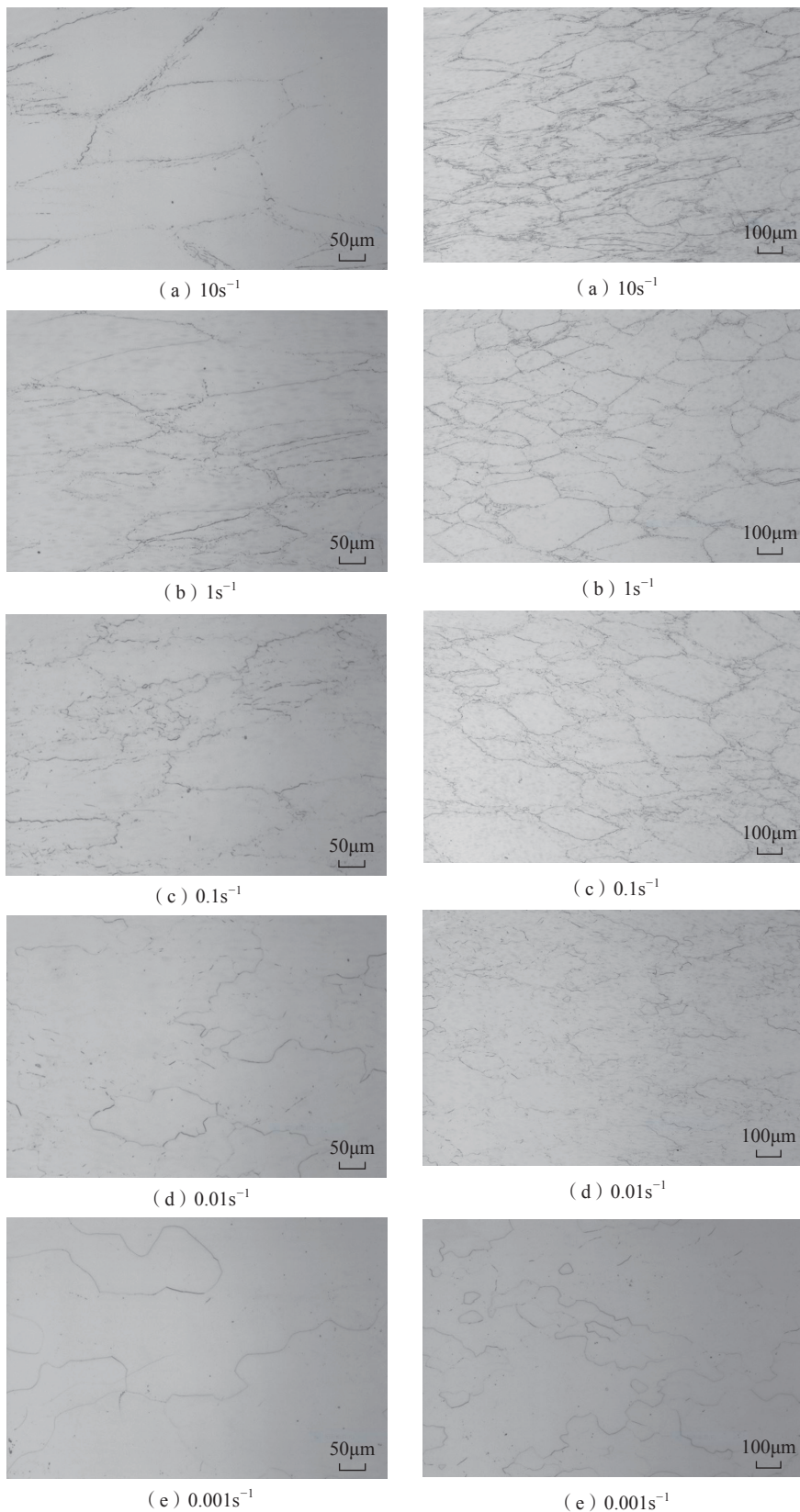


图 5 $970\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、40% 应变率、不同应变速率下显微组织

Fig.5 Microstructures of the TC17 alloy deformation at $970\text{ }^{\circ}\text{C}/40\%$

图 6 $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、40% 应变率、不同应变速率下显微组织

Fig.6 Microstructures of the TC17 alloy deformation at $940\text{ }^{\circ}\text{C}/40\%$

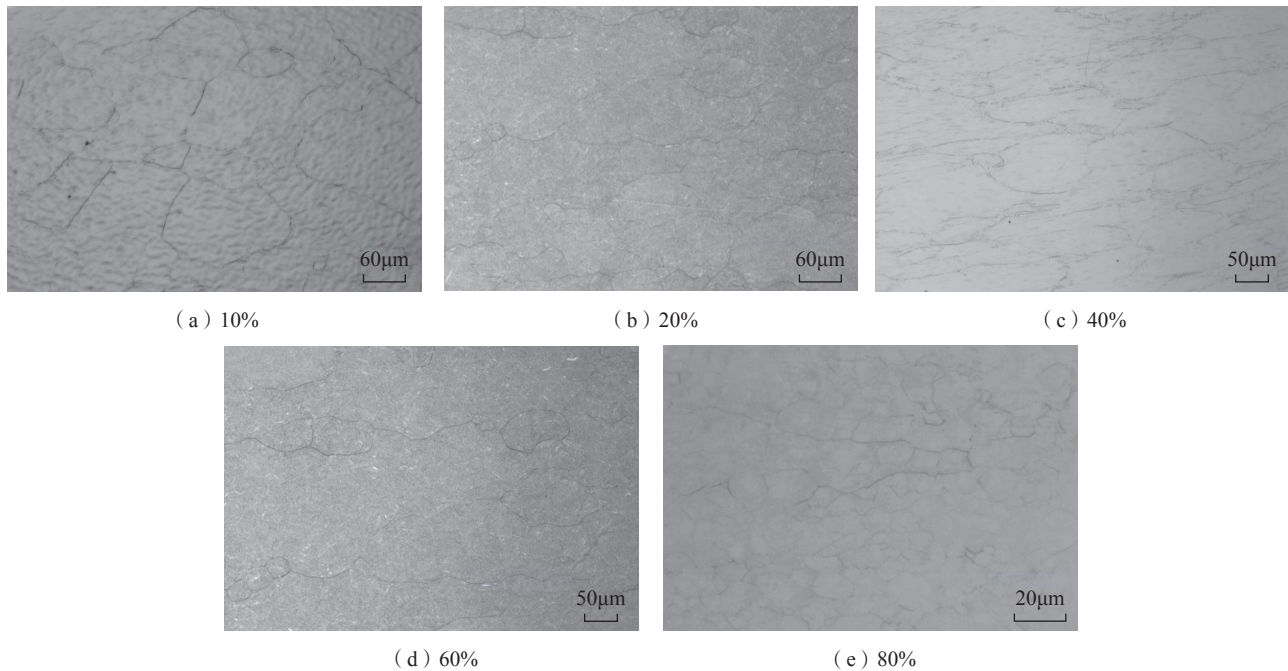


图7 910℃、0.1s⁻¹时各应变率下显微组织

Fig.7 Microstructures of TC17 alloy deformation at 910℃/0.1s⁻¹

间,再结晶持续发生,在应变速率为0.1s⁻¹时,再结晶充分进行。由于晶界处能量高,变形后畸变能大,位错密度高,因此亚晶及再结晶晶粒易在晶界特别是晶界汇合处产生。钛合金在高温下扩散速度快,加速了动态回复及再结晶的产生,使得动态回复及动态再结晶与位错增值接近动态平衡,原始晶界在外力和局部位错密度变化的双重作用下,发生局部迁移演变成锯齿或波浪状。

4 应变率对组织的影响

图7为910℃、0.1s⁻¹、不同应变率下(10%/20%/40%/60%/80%)的显微组织。可知,变形量10%时,晶粒基本未发生变形,呈等轴状,结合图2,此时应力快速升高;变形量20%时,晶粒有少量变形,晶界交汇处有细小晶粒出现,说明此时已发生动态回复及动态再结晶软化;变形量40%时,合金已发生明显的再结晶现象;变形量60%时,随着变形量的增加β晶粒发生较大变形,沿β晶粒晶界存在大量新生的再结晶晶粒;变形量80%时,再结晶充分进行,形成

分布均匀的、细小的等轴晶粒。

结论

(1) TC17合金在β相区的变形不存在明显的流变软化现象;低变形速率时均不存在明显的不连续屈服现象,这与在α+β区变形行为不同。

(2) 应变速率为0.01s⁻¹和0.001s⁻¹、较小变形量时,由于能量累计不足,TC17合金不会发生动态再结晶。应变速率10s⁻¹高应变速率、小变形量时,动态再结晶由于变形时间短,进行不充分,软化现象不明显。

(3) 温度及应变速率一定时,β相随变形增大逐渐由等轴状变为长条状,再结晶随变形增大愈加明显,在60%应变率下再结晶晶粒已成“项链状”。变形量足够大时,会形成大量的、细小的等轴再结晶晶粒。

参考文献

[1] 黄旭,朱知寿,王红. 先进航空钛合金材料与应用[M]. 北京:国防工业出版社,2012.

HUANG Xu, ZHU Zhishou, WANG Honghong. Advanced aeronautical titanium alloys and applications[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012.

[2] LIU J L, ZENG W D, LAI Y J, et al. Constitutive model of Ti17 titanium alloy with lamellar-type initial microstructure during hot deformation based on orthogonal analysis[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 597: 387-394.

[3] MA X, ZENG W D, SUN Y, et al. Modeling constitutive relationship of Ti17 titanium alloy with lamellar starting microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 538: 182-189.

[4] MA X, ZENG W D, WANG K X, et al. The investigation on the unstable flow behavior of Ti17 alloy in α+β phase field using processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 550: 131-137.

[5] LUO J, YE P, HAN W C, et al. Collaborative behavior in α lamellae and β phase evolution and its effect on the globularization of TC17 alloy[J]. Materials & Design, 2018, 146: 152-162.

[6] LUO J, YE P, HAN W C, et al. Microstructure evolution and its effect on flow stress of TC17 alloy during deformation in α+β two-phase region[J]. Transactions of Nonferrous

Metals Society of China, 2019, 29(7): 1430–1438.

[7] SUN J Z, LI M Q, LI H. Deformation behavior of TC17 titanium alloy with basketweave microstructure during isothermal compression[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 730: 533–543.

[8] LI L, LI M Q. Evolution characterization of α lamellae during isothermal compression of TC17 alloy with colony- α microstructure[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 712: 637–644.

[9] CHEN K, LUO J, HAN W C, et al. Formation and evolution of new α grain boundary and its influence on globularization of α lamellae in TC17 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 848: 156141.

[10] 孙金钊. 网篮组织 TC17 合金高温变形机制及连接过程数值模拟研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.

SUN Jinzhao. Deformation mechanisms of TC17 alloy with basketweave microstructure and numerical simulation of plastic deformation bonding[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[11] LUO J, LI L, LI M Q. The flow behavior and processing maps during the isothermal compression of Ti17 alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 606: 165–174.

[12] 徐斌, 王晓英, 周建华, 等. TC17 钛合金在热变形过程中的组织演变规律[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 167–172.

XU Bin, WANG Xiaoying, ZHOU Jianhua, et al. Microstructure evolution regularity of TC17 titanium in hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 167–172.

[13] 王琛. TA19 和 TC17 合金高温变形行为及组织研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2013.

WANG Chen. Study on the hot deformation behavior and microstructures of TA19 and TC17 alloys[D]. Shenyang: Northeastern University, 2013.

[14] 刘继雄, 岳旭, 杨军, 等. TC17 钛合金两相区变形时的失稳行为及组织特征[J]. 机械工程材料, 2015, 39(12): 71–74.

LIU Jixiong, YUE Xu, YANG Jun, et al. Instability behavior and microstructure characteristic of TC17 titanium alloy deformation on two-phase region[J]. Materials for Mechanical

Engineering, 2015, 39(12): 71–74.

[15] 史科. TC11 钛合金叶轮类复杂构件等温成形规律与数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2008.

SHI Ke. The isothermal forming law and numerical simulation of TC11 alloy impeller component with complex shape[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008.

[16] LI L X, LUO Y, YANG L B, et al. Flow stress behavior and deformation characteristics of Ti-3Al-5V-5Mo compressed at elevated temperature[J]. Materials & Design, 2002, 23(5): 451–457.

[17] LI A B, HUANG L J, MENG Q Y, et al. Hot working of Ti-6Al-3Mo-2Zr-0.3Si alloy with lamellar $\alpha+\beta$ starting structure using processing map[J]. Materials & Design, 2009, 30(5): 1625–1631.

通讯作者: 李四清, 高级工程师、硕士, 主要从事航空发动机用高温钛合金研究。

Microstructure Evolution of TC17 Alloy in Thermal Plastic Deformation Processes

WANG Xu, LI Siqing, DENG Yuting, HUANG Xu

(Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] Constant strain rate isothermal compression in β phase region of TC17 alloy was employed to investigate the evolution of initial duplex microstructure. The deformation temperatures were arranged from 910°C to 970°C with an interval of 30°C, the height reductions were 0, 10%, 20%, 40%, 60% and 80%. The results show that there is no obvious flow-softening phenomenon in β phase region and discontinuous yielding phenomenon at high and low strain rate. The strain rate range of 0.1–1s⁻¹ is beneficial for dynamic recrystallization, while the strain rate ranged from 0.001s⁻¹ to 0.1s⁻¹, no dynamic recrystallization occurs. The higher the deformation temperature and the height reduction in β phase region, the more sufficient the dynamic recrystallization is.

Keywords: TC17 titanium alloy; True stress-true strain curves; Hot deformation behavior; Microstructure; β -phase region
(责编 七七)